

**ESTUDIO DEL EFECTO DE LA CORROSIÓN EN EL PROCESO DE
SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES MEDIANTE LAS TÉCNICAS
SMAW, GMAW Y GTAW**

CESAR AUGUSTO TOVAR GOMEZ

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE OCCIDENTE
FACULTAD DE INGENIERIA
DEPARTAMENTO DE ENERGÉTICA Y MECÁNICA
PROGRAMA INGENIERÍA MECÁNICA
SANTIAGO DE CALI
2005**

**ESTUDIO DEL EFECTO DE LA CORROSIÓN EN EL PROCESO DE
SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES MEDIANTE LAS TÉCNICAS
SMAW, GMAW Y GTAW**

CESAR AUGUSTO TOVAR GOMEZ

**Trabajo de grado para optar al título de
Ingeniero Mecánico**

Directores

JULIAN PORTOCARRERO.

Docente Departamento Mecánica

NELLY CECILIA ALBA DE SANCHEZ, PhD.

Docente Departamento de Ciencias Básica de Ingeniería

Directora Grupo Ciencia e Ingeniería de Materiales

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE OCCIDENTE

FACULTAD DE INGENIERÍA

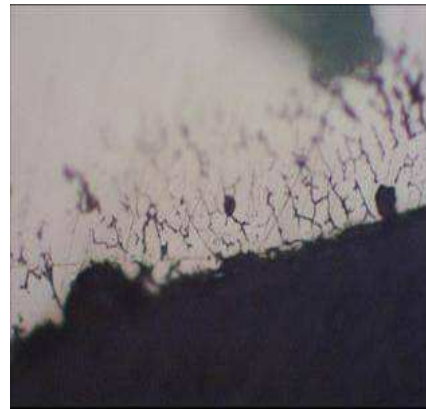
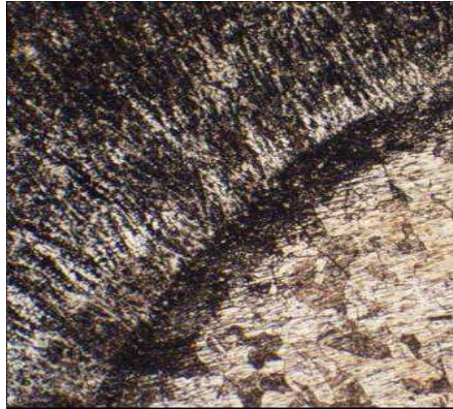
DEPARTAMENTO DE ENERGETICA Y MECÁNICA

PROGRAMA INGENIERIA MECÁNICA

SANTIAGO DE CALI

2005

**EFFECTO DE LA CORROSION EN LA SOLDADURA DE ACEROS
INOXIDABLES MEDIANTE PROCESOS GMAW, SMAW Y GTAW**



Profesores

**JULIAN PORTOCARRERO, Ing.
NELLY CECILIA ALBA DE SANCHEZ, PhD.**

Estudiantes

**CESAR AUGUSTO TOVAR
GABRIEL TERAN**

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE OCCIDENTE
FACULTAD DE INGENIERIA
DEPARTAMENTO DE CIENCIAS BÁSICAS DE INGENIERÍA
SANTIAGO DE CALI
2005**

Trabajo aprobado por el comité de grado en cumplimiento de los requisitos exigidos por la Universidad Autónoma de Occidente para optar al título de Ingeniero Mecánico.

FABER CORREA

Jurado

EFRAIN SANCHEZ

Jurado

Nota de aceptación:

Santiago de Cali, 23 de Mayo del 2005

AGRADECIMIENTOS

Fruto de la paciencia, dedicación y apoyo moral de familia y en especial a mis padres es haber logrado culminar estudios en la facultad de Ingeniería, es por esto, que les dedico con todo el corazón este logro.

De igual manera agradezco el haber terminado mi tesis “**ESTUDIO DEL EFECTO DE LA CORROSIÓN EN EL PROCESO DE SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES MEDIANTE LAS TÉCNICAS SMAW, GMAW Y GTAW** “ para optar al título de Ingeniero Mecánico bajo la dirección del grupo de Investigación de Materiales a cargo de su directora Dr. Nelly de Sánchez y en especial al Ing. Julián Portocarrero.

CONTENIDO

Pág.

INTRODUCCIÓN	13
1. ACEROS INOXIDABLES	14
1.1 ACERO INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	17
1.1.1 Propiedades Básicas	18
1.1.2 Usos Y aplicaciones más comunes	19
1.1.3 Limitaciones de los aceros inoxidables	20
2. PROCESO DE SOLDADURA EN ACERO INOXIDABLES	21
2.1 SOLDADURA POR ARCO DE METAL PROTEGIDO	21
2.2 SOLDADURA TIG	21
2.3 SOLDADURA MIG	22
2.4 OTRO PROCESO DE SOLDADURA	24
3. FUNDAMENTOS DE CORROSIÓN	26
3.1 MEDIOS CORROSIVOS	28
3.2 CLASIFICACIÓN DE LA CORROSIÓN	28
3.3 VELOCIDAD DE LA CORROSIÓN	29
3.4 REACCIÓN ELECTROQUÍMICA PRESENTE EN LA CORROSIÓN	31
3.5 TIPOS DE CORROSION	35
3.5.1 Corrosión Generalizada	35
3.5.2 Corrosión Galvánica	36
3.5.3 Corrosión por picado	38
3.5.4 Crevice	39
3.5.5 Deleado o Leading	40
3.5.6 Erosión – Corrosión	40
3.5.7 Corrosión bajo tensión	41
3.5.8 Corrosión Microbiológica	42
3.5.9 Ataque Intergranular	43

4.	EFFECTO DE LA SOLDADURA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSION INTERGRANULAR	45
5.	CORROSIÓN INTERGRANULAR	48
5.1	TEORÍA SOBRE LA SENSIBILIZACIÓN A CORROSIÓN INTERGRANULAR	49
5.1.1	Zona empobrecida en Cromo	49
5.1.1	Tensiones internas en la Interfase	51
5.1.2	Efecto Electroquímico	52
5.2	FACTORES QUE INFLUYEN EN LA CINÉTICA DE PRECIPITACION DE CARBUROS	53
5.3	INFLUENCIA DE OTRAS VARIABLES SOBRE LA SENSIBILIZACION A LA CORROSION INTERGRANULAR	56
5.3.1	Influencia de la composición	56
5.3.2	Influencia del tamaño de grano Austenitico	57
5.3.3	Influencia estequiometrica del carburo precipitado	58
6.	SEGREGACIÓN	60
7.	DETALLES EXPERIMENTALES	62
8.	ANÁLISIS Y RESULTADOS	65
9.	PARTICIPACIÓN DE EVENTOS	70
10.	PUBLICACIONES	71
11.	CONCLUSIONES	72
	BIBLIOGRAFIA	73

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1. Regiones que se presentan en la soldadura por arco protegido.	21
Figura 2. Proceso de operación de soldadura por arco de Tungsteno y gas.	22
Figura 3. Sistema para soldadura MIG.	23
Figura 4. Proceso de soldadura MIG.	24
Figura 5. Factores de influencia para la selección de un material de ingeniería.	26
Figura 6. Factores que influyen en la resistencia a la corrosión de un metal.	27
Figura 7. Tipos de Corrosión	35
Figura 8. Corrosión atmosférica de en el exterior de una caldera debida a SO_2	36
Figura 9. Micrografías de materiales que presentan fisuras inducidas por la corrosión.	41
Figura 10. Fotografía de un tubo de intercambiador de calor en Acero al carbono que utilizaba agua de mar.	43
Figura 11. Micro estructura acero inoxidable que presenta corrosión	44
Figura 12. Curvas de sensibilización Tiempo-Temperatura. Efecto del control del Carbono en la precipitación de carburo en el tipo 304	47
Figura 13. Representación esquemática de la precipitación de la representación de los carburos en los límites de grano.	50
Figura 14. Perfil de concentración de Cromo en la zona próxima al carburo.	50
Figura 15. a) Gradiente positivo de temperatura delante de la interfase S-L y b) Gradiente negativo de temperatura delante de la interfase S-L.	61
Figura 16. Probeta de Acero inoxidable SAE 304 utilizadas en la investigación	62

Figura 17. Fotos del sitio de ataque de las probetas. a) Ventilador extractor donde se colocaron las muestras. b) Registro del ventilador donde se anclaron las probetas. 64

Figura 18. Imágenes de Microscopía Óptica de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses. a) Probeta sin ataque, cordón soldadura X50. b) Atacada, Zona fundida 65

Figura 19. Imágenes Microscopía Óptica de probetas con proceso **SMAW** retiradas después de 1,5 meses. a) probeta sin ataque, cordón soldadura X 500. b) Atacada con ácido, zona fundida. 66

Figura 20. Imágenes de Microscopía Óptica de probetas tratadas con proceso de soldadura **GTAW**; retiradas después de 1,5 meses. a) Probetas sin ataque, cordón X 500. b) Zona difundida y atacada con ácido. 66

Figura 21 a) Espectro EDX b) imagen SEM de zona segregada de probetas con proceso **GTAW** retiradas después de 1,5 meses. 68

Figura 22 a) Espectro EDX b) Imagen SEM de zona segregada de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses. 68

Figura 23. a) Espectro EDX, b) Imagen SEM de la zona no segregada de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses. 69

LISTA DE TABLAS

Pág.

Tabla 1. Comparación de métodos que expresan la velocidad de corrosión para Aplicaciones de ingeniería.	30
--	----

RESUMEN

En este trabajo de investigación realizado en las instalaciones del Ingenio Azucarero Providencia ubicado en la vía a Cerrito (Valle), se analizan las probetas de aceros inoxidables 304 que después de haber sido soldadas mediante los procesos de soldadura SMAW, GMAW y GTAW, se sometieron a un ambiente corrosivo propio de las condiciones de trabajo en fábrica específicamente en el ventilador de inducción, sometiendo cada probeta a intervalos de tiempos definidos previamente.

Luego se retira cada probeta para estudiarse la morfología del cordón de soldadura utilizando la técnica de microscopía electrónica de barrido (SEM), la interfase entre el material base y el de aporte se estudió utilizando un analizador de imágenes y definiendo como conclusión cuál de los tres métodos de soldadura fue más atacado por el fenómeno de la corrosión.

Palabras claves: **Aceros inoxidables, fase austenítica, microscopía electrónica de barrido, propiedades morfológicas y químicas**

Abstract: In this work of investigation made in the instalations of Providencia sugar factory located in the route to Cerrito (Valle), the results of the analysis of the corrosion tests on 304 type stainless steel welded samples are presented. The samples were welded by using SMAW, GMAW and GTAW techniques. This were put under an own corrosive atmosphere of the conditions of work in factory in the induction ventilator specifically, putting under each test tube of times defined previously.

The weld microstructure was analyzed by using Scanning Electron Microscopy (SEM), the interphase between the filler metal and base metal was studied in optical microscope and images analyzer and defining as conclusion which of the three methods of weld more was attacked by the phenomenon of the corrosion. The corrosion tests were carried out under normal work conditions.

Keywords: **Stainless steel, austenitic phase, Scanning electron microscopy, morphologic and chemical properties.**

INTRODUCCIÓN

En los procesos industriales uno de los materiales mas utilizados es el acero inoxidable, esto debido a sus excelentes propiedades anticorrosivo, mecánicas y estéticas. Pero cuando el acero inoxidable es atacado por algunos agentes ácidos bajo ciertos parámetros de concentración, su comportamiento como material anticorrosivo puede no ser el mejor, y el acero puede ser atacado con gran severidad.

La corrosión se define como el deterioro del material como resultado del ataque químico de su entorno ^[1], la corrosión se refiere específicamente a cualquier proceso que involucra la deterioración o degradación de componentes de metal ^[2]; de forma mas específica se puede definir como la reacción química o electroquímica entre un material, normalmente un metal, y su ambiente que produce una deterioración del material y de sus propiedades ^[3]. Siempre que la corrosión esté originada por una reacción química, la velocidad a la que tiene lugar dependerá en alguna medida de la temperatura, la salinidad del fluido y las propiedades de los metales en cuestión ^[4].

En los aceros inoxidables se pueden presentar diferentes tipos de corrosión dependiendo del medio agresor y de las condiciones superficiales, rugosidades, picaduras y esfuerzos residuales, los tipos de corrosión que se pueden presentar son corrosión intergranular, corrosión por picadura, corrosión por esfuerzos, corrosión galvánica ^[5], etc. Teniendo en cuenta lo anterior se presenta el estudio del deterioro del acero inoxidable austenítico 304 unido por soldadura mediante los procesos SMAW, GTAW y GMAW ^[6] expuesto en un medio industrial como la torre de sulfitación de un ingenio azucarero sometido a gases de azufre.

1. ACEROS INOXIDABLES

El acero se hace resistente a la corrosión por el agregado de 18% o más de Cromo y 8% o más de Níquel. El término inoxidable describe la apariencia brillante y no oxidable de estas aleaciones. El Hierro, Níquel, Cromo son los tres elementos fundamentales de estos aceros, siendo el Cromo el elemento que mayor influencia tiene, ya que todas las aleaciones de este metal adquieren su propiedad de “pasividad estable”. La influencia de los distintos elementos de aleación utilizados en los aceros inoxidables ^[12]:

Carbono: la influencia del carbono en la resistencia a la corrosión depende del estado en que se encuentre dentro del acero. Si está uniformemente repartido en la estructura del acero, su influencia será mucho menos nociva que si se encuentra formando carburos. Se considera que los carburos y el resto de la matriz pueden formar pares galvánicos al ser de distinta composición y además disminuye la presencia de Cromo impidiendo la formación de la película pasiva o haciendo que esta sea discontinua.

Manganeso: el Manganeso, en cantidades inferiores al 1% tiene poca influencia en la resistencia a la corrosión, pero en cantidades de 8 a 10% hace que en los acero se consigan estructuras austeníticas que favorecen sensiblemente la resistencia a la corrosión.

Silicio: adiciones de silicio de 0.5 a 1% mejora la resistencia a la corrosión en ciertos ácidos, pero su mayor influencia radica en la resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas que confiere a los aceros inoxidables. Se dice que el silicio tiende a formar silicatos en los bordes de grano en los aceros inoxidables

que trabajan a alta temperatura aumentando la fragilidad de estos.

Azufre, Selenio y Fósforo: Los elementos citados reducen la resistencia a la corrosión del acero inoxidable.

Cromo: Elemento de mayor importancia tiene respecto a la resistencia a la corrosión; porcentajes superiores al 11% de Cr generan sobre la superficie del acero una capa de óxido la cual es muy delgada y resistente que recibe el nombre de película pasiva y es la que le da la cualidad a los aceros inoxidables de resistir la corrosión. Es importante tener presente que este es un elemento alfaceno, formador de ferrita y además que es un elemento que presenta una gran afinidad química con el Carbono por lo cual su tendencia a formar carburos de Cromo.

Níquel: El Níquel es el segundo elemento en importancia que interviene en este tipo de aceros, después del Cromo. En general aumenta la resistencia a la corrosión al reforzar el efecto pasivante del Cromo, la capa de óxido de cromo níquel presenta mayor resistencia a efectos corrosivos. Es importante resaltar que este es un elemento gammageno, formador de austenita.

Molibdeno: El Molibdeno tiene una influencia similar pero menos intensa que la del Cromo. Reduce la corrosión por picaduras en soluciones cloradas.

Volframio: La influencia del Volframio en la resistencia a la corrosión es poco sensible.

Cobre: mejora la resistencia a la corrosión de los aceros altos en Cromo y de algunos austeníticos frente a algunas soluciones corrosivas. Interviene en los aceros en pequeñas cantidades, ya que dificulta la transformación en caliente y los propensos a las fisuras.

Aluminio: en los aceros con Cromo, cantidades de 3 a 4% de Aluminio hace que presenten una buena resistencia a la oxidación en caliente al formarse una película de alúmina en la superficie de los mismos. Su influencia es superior a la del Silicio.

Nitrógeno: el poder austenizante del Nitrógeno es 30 veces superior al del Níquel y hace que su influencia a la resistencia a la corrosión de los aceros con Cromo de 20 a 23% sea muy similar a la del tipo 18/8.

Nunca interviene un porcentaje superior a 0.25%, por su baja solubilidad en el acero.

Titanio, Niobio y Tantalio: la finalidad que tienen estos elementos en los aceros inoxidables es evitar la corrosión intergranular, al impedir la precipitación de carburo de Cromo en las juntas de los granos.

Los primeros tipos de acero inoxidable fueron hechos solamente con el agregado de Cromo 10 - 18%, pero a través de los años se han descubierto un número de diferentes tipos de aleaciones de acero inoxidable y se han clasificado en 5 grupos^[12]

- ☐ Martensíticos serie AISI 400*
- ☐ Ferríticos serie AISI 400*
- ☐ Austeníticos serie AISI 300*
- ☐ Endurecibles por precipitación
- ☐ Duplex

* American Iron and Steel Institute (AISI)

Los aceros inoxidable austeníticos son los usados más ampliamente, pero el uso de las aleaciones dúplex está en aumento, aunque aún representan una fracción pequeña del total de aceros utilizados. Aquí se describen estas dos familias de aleaciones y su uso. Los otros tres grupos, martensíticos, ferríticos y endurecibles por precipitación se identifican también como aceros inoxidable, pero la fabricación y soldadura es bastante diferente de los grados austeníticos y dúplex.

Los aceros inoxidable que contienen Níquel son indispensables en la construcción de equipos para la industria de procesos. Estos aceros se usan en lugar de los aceros convencionales por sus excelentes propiedades tales como: resistencia a la corrosión, dureza y buenas propiedades a alta temperatura.

Los aceros inoxidable son una excelente elección para la construcción de equipos para la industria química, láctea, alimenticia, biotecnológica y para usos arquitectónicos y relacionados.

1.1 ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS

Las especificaciones comunes incluyen AISI 304, 304L, 321, 316, 316L, 316Ti, y 317L Tiene una composición química de 18% de Cromo, 8% Níquel y entre 2

a 3% de Molibdeno, tiene contenido bajo de Carbóno^[13] de 0.08% que permite la estabilización y contenido máximo de Titanio de 0.03%. Cuando se agrega Níquel al acero inoxidable en cantidades elevadas, la estructura cristalina se transforma en austenita, de aquí el término de acero austenítico. La composición química básica del acero inoxidable austenítico es de 18% Cromo y 8% Níquel denominado 18/8 Si se requiere incrementar la resistencia a la corrosión se agrega de 2 a 3% de Molibdeno (Mo), denominado 18/8/3 El contenido de Carbono es bajo, 0,08% C máx. También existen los aceros inoxidables de bajo Carbóno o grados L que contiene 0,03% C máx. y grados estabilizados aleados con Titanio o Niobio, para prevenir en las estructuras soldadas la corrosión en la región cercana a la soldadura.

1.1.1 Propiedades Básicas

- Resistencia a la corrosión - excelente (mejorada con la adición de molibdeno)
- Soldabilidad - excelente (todos los procesos)
- Propiedades de fabricación y formado – excelentes
- Factor de higiene y limpieza - excelente (Pureza del producto)
- Resistencia mecánica y dureza - buena, alta si es trabajado en frío, buena a altas temperaturas.
- Servicio criogénico - (304 excelente)
- Resistencia a la escamación - buena (+ - 925°C)
- No magnético
- Resistencia a la corrosión húmeda por abrasión y herrumbre
- Excelente resistencia a la corrosión
- Formado sencillo y de fácil transformación
- Endurecido por trabajo en frío, no por tratamiento térmico
- Su uso es en la condición de recocido, en la cual no son magnéticos.
- Tienen la habilidad de ser funcionales en temperaturas extremas, bajas temperaturas, criogénicas previniendo la fragilización y altas temperaturas

(hasta 925°C).

1.1.2 Usos y aplicaciones comunes

- Equipo doméstico, cubiertos, mesas para legumbres, equipo para producción y proceso de alimentos y bebidas.
Equipamiento hospitalario y farmacéutico.
- Temperatura elevada - intercambiadores de calor, equipos para la prevención y control de la contaminación.
- Fabricación de tanques, tuberías, recipientes a presión y mallas.

Los usos y aplicaciones comunes cubren un rango muy extenso en equipo y mobiliario doméstico como estantería, cubiertos, mesas para legumbres, mingitorios, así como aplicaciones arquitectónicas y mobiliario urbano. En el proceso de alimentos el equipo requiere de propiedades de resistencia a la corrosión, higiene y limpieza, en las industrias de lácteos, cervezas, vinos, bebidas, procesadoras y empacadoras de alimentos, así como en la preparación y servicio de los mismos, son indispensables.

Son usados a muy bajas temperaturas, criogénicas para el almacenamiento de gases licuados; a altas temperaturas para intercambiadores de calor, componentes de hornos, para equipos de prevención y control de la contaminación, extracción de humos y plantas para el tratamiento de aguas residuales. La excelente resistencia a la corrosión húmeda y su soldabilidad, los hacen ideales para la fabricación de componentes tales como tuberías, tanques, recipientes a presión y de proceso para las industrias química, petroquímica, del petróleo, extracción de minerales, papel y pulpa, etc. en conexiones, válvulas, abrazaderas, mallas y cribas.

1.1.3 Limitaciones de los Aceros Inoxidables Austeníticos ^[12] Los aceros inoxidables austeníticos tienen algunas limitaciones.

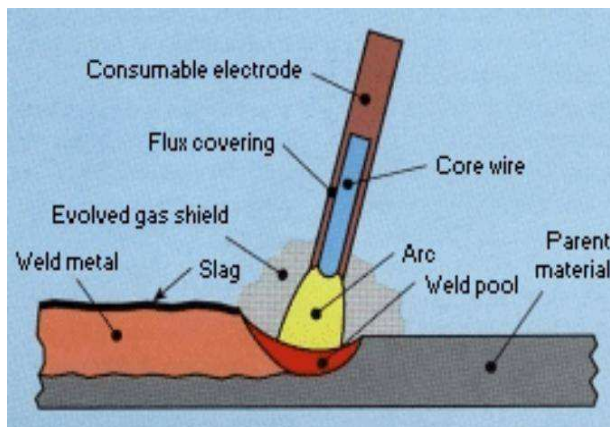
- La temperatura máxima a la cual operan funcionalmente es de ± 925 °C en condiciones oxidantes.
- Son sólo convenientes para bajas concentraciones de ácidos reductores o mezclas de ácidos reductores a bajas temperaturas. Los ácidos reductores rompen la película de óxido y esto conduce a la corrosión general de estos aceros.
- En áreas cubiertas (blindadas) o con hendiduras, la cantidad disponible de oxígeno es insuficiente para mantener la película de óxido, esto provoca la corrosión por cavidades.
- Los iones haluros, especialmente el ión cloruro (Cl^-) tiene la capacidad de romper la película pasiva en los aceros inoxidables austeníticos. Esta es a menudo una forma de ataque localizada muy severa, denominada corrosión por picaduras la cual tiene una pérdida de metal significativa. Otra forma de corrosión provocada por el ión cloruro es la corrosión de fractura bajo tensión, la cual se asocia con las picaduras.

2. PROCESOS DE SOLDADURA EN ACEROS INOXIDABLES ^[6]

2.1 SOLDADURA POR ARCO DE METAL PROTEGIDO

Es un proceso versátil, ampliamente utilizado para la soldadura del acero inoxidable, cuando los tamaños o cantidades no justifican la soldadura automática. El electrodo es un alambre sólido recubierto con una capa de decapante extraído, aunque algunos fabricantes utilizan un alambre hueco. La zona del arco en este proceso se muestra en la *figura 1*.

Figura 1. Regiones que se presentan en la soldadura por arco protegido. ^[6]



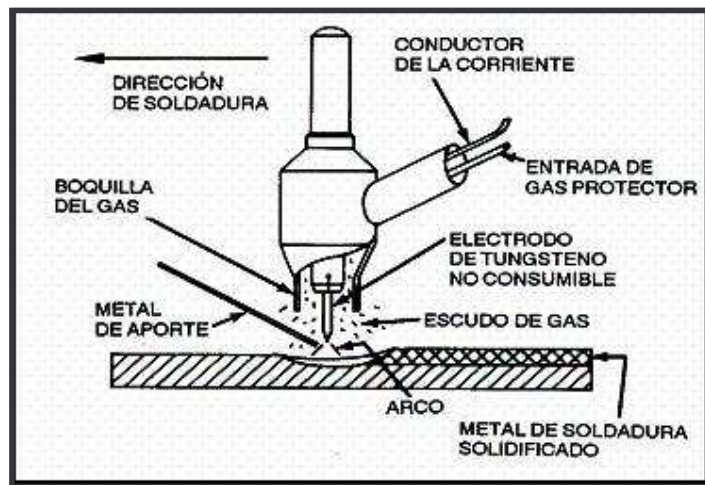
2.2 SOLDADURA TIG

El proceso TIG (Tungsten Inert Gas) se usa ampliamente y es muy adecuado para soldar acero inoxidable. Un gas inerte (normalmente argón) se usa para

proteger del aire al metal fundido de la soldadura. Si se requiere, se agrega de forma manual o automáticamente, metal de aporte en alambre dentro del arco^[6].

El proceso se ilustra en la Figura 2. Mediante el proceso TIG se puede soldar materiales tan finos como algunas centésimas hasta espesores grandes, pero normalmente se usa hasta 1/4".

Figura 2. Proceso de operación de soldadura por arco de Tungsteno y gas.^[6]



2.3 SOLDADURA MIG

En el proceso MIG^[6] (Metal Inert Gas, cuando se utiliza un escudo gaseoso de gas inerte) o MAG (metal active gas, cuando se utiliza un gas activo), se establece un arco entre el electrodo consumible, un alambre

desnudo y la pieza. El arco y la soldadura se protegen de la atmósfera mediante un escudo gaseoso, compuesto principalmente por gases inertes, Argón y/o Helio. Con el objeto de obtener una mejor acción del arco y una mejor mojabilidad en la soldadura, se utilizan opcionalmente pequeñas cantidades de gases activos, tales como dióxido de carbono, oxígeno e hidrógeno. Algunas ventajas del proceso MIG sobre los otros procesos de soldadura incluyen:

- Mayores velocidades de soldadura
- No se presenta escoria que eliminar, lo cual facilita el proceso de limpieza posterior
- Facilidad de automatización
- Buena transferencia de elementos a través del arco

Los componentes básicos del proceso MIG se muestran en las *figuras 3 y 4*.

Figura 3. Sistema para soldadura MIG.^[6]

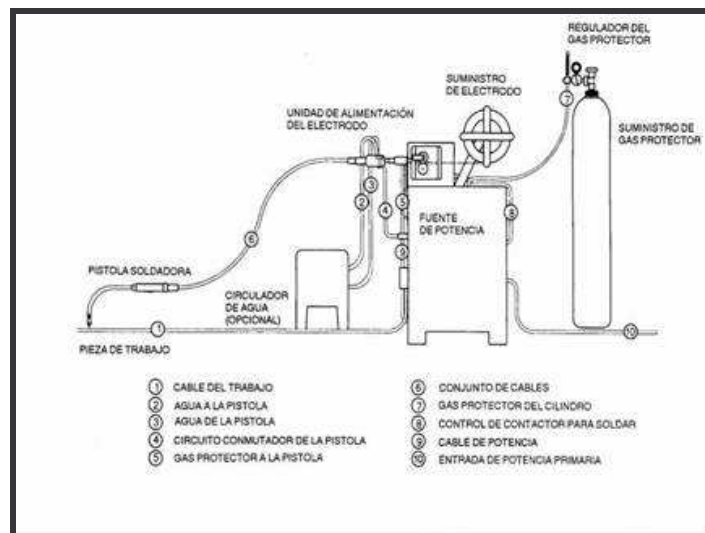
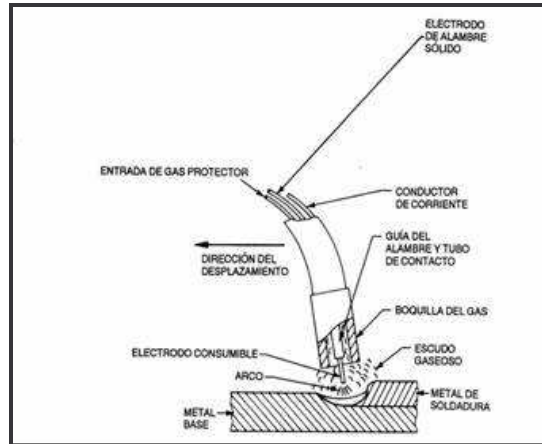


Figura 4. Proceso de soldadura MIG. [6]



2.4 OTROS PROCESOS DE SOLDADURA

Los aceros inoxidable se pueden soldar por la mayoría de los procesos comerciales de soldadura. Estos procesos pueden ofrecer ventajas que no se obtienen en los procesos de Soldadura con electrodos, MIG y TIG, y deberían ser tenidos en cuenta para altas producciones o fabricaciones especiales. Como ejemplo, ha habido recientes avances en la producción de alambres con alma rellena de decapante, que producen soldaduras de alta calidad, con una mayor eficiencia que la soldadura con electrodos recubiertos. Estos alambres huecos a menudo son más fáciles de producir con composiciones especiales o rangos de ferrita, que el alambre sólido.

La soldadura por arco sumergido, se ha usado extensamente para soldar espesores de $\frac{1}{4}$ " y más, y para soldadura en solapa. Hay decapantes comerciales disponibles para usar con metales de aporte usados para soldadura MIG. Los procesos por arco de plasma, electro escoria, haz de

electrones, láser y fricción se están usando más; y los procesos de soldadura por resistencia, por punto, costura, proyección y flash se pueden adaptar fácilmente a la soldadura de los aceros inoxidable.

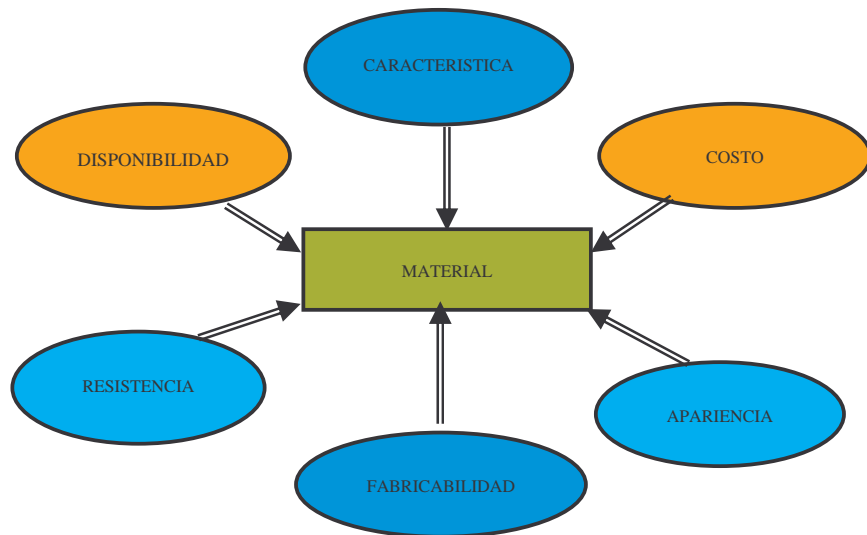
Los aceros inoxidable se pueden soldar entre sí o a un número de otros metales por bronceado. No se usa normalmente cuando la unión estará expuesta a ambientes corrosivos severos, pero hay procesos industriales y alimenticios donde el bronceado provee propiedades adecuadas.

La soldadura oxiacetilénica no se recomienda para aceros inoxidable. Los óxidos de Cromo que se forman en la superficie hacen que este tipo de soldadura sea dificultosa. Sin embargo, más importante es el cuidado extremo que se necesita en la soldadura para evitar reducir la resistencia a la corrosión de la soldadura y el área adyacente^[6].

3. FUNDAMENTOS DE CORROSIÓN

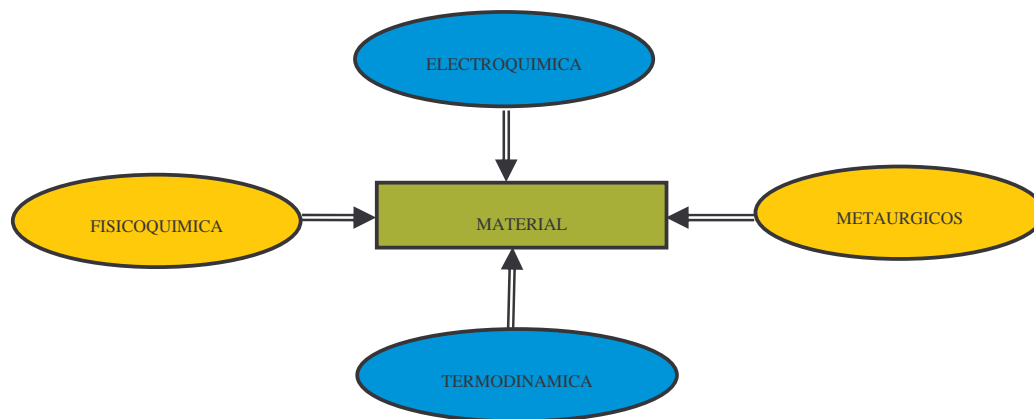
La selección de un material depende de varios factores como se aprecia en la *figura 5*. Una resistencia casi completa a la corrosión, en cualquier medio corrosivo puede lograrse utilizando vidrio o platino. Sin embargo, esa solución está lejos de ser económica y práctica. Un factor importante para la selección del material, además de la fabricación, disponibilidad, costo y apariencia, es a veces el tiempo de entrega ^[3].

Figura 5. Factores de influencia para la selección de un material de ingeniería.



Para entender el comportamiento en corrosión de los materiales, se requiere un conocimiento básico en los campos indicados en la *figura 6*: metalurgia.

Figura 6. Factores que influyen en la resistencia a la corrosión de un metal.



La corrosión es el ataque destructivo de un material por reacción con su ambiente. Las consecuencias que produce la corrosión se han vuelto un problema de importancia mundial. Es de gran importancia considerar las grandes pérdidas económicas que anualmente se presenta en todo el mundo debido a la corrosión de materiales. Se estima que los costos directos generados al año por la corrosión alcanzan alrededor del 3,5% del Producto Interno Bruto PIB de un país², en Estados Unidos USA se estima que las pérdidas por corrosión ascienden a 276 billones de dólares por año^[3].

La corrosión es el medio primario por el cual los metales se deterioran. La mayoría de los metales se corroen en contacto con agua y humedad en el aire, ácidos, bases, las sales y aceites. Los metales también se corroerán cuando son expuestos a materiales gaseosos como los vapores ácidos, gas del formaldehído, gas del amoníaco, y de azufre, entre otros.

La corrosión la podemos definir como el deterioro del material como resultado del ataque químico de su entorno, la corrosión se refiere específicamente a cualquier proceso que involucra la deterioración o degradación de

componentes de metal; de forma más específica se puede definir como la reacción química o electroquímica entre un material, normalmente un metal, y su ambiente que produce una deterioración del material y de sus propiedades. Siempre que la corrosión esté originada por una reacción química, la velocidad a la que tiene lugar dependerá en alguna medida de la temperatura, la salinidad del fluido y las propiedades de los metales en cuestión.

3.1 MEDIOS CORROSIVOS

Prácticamente todos los ambientes son algo corrosivos, por ejemplo: aire y humedad; agua pura, salina, destilada; atmósfera rural, urbana e industrial; vapor y otros gases. Como regla general, los medios inorgánicos son más corrosivos que los orgánicos^[3].

Altas presiones y temperaturas incrementan la severidad de la corrosión ^[3], como es el caso que se puede llegar a presentar en algunas secciones de los equipos industriales. La demanda de materiales de construcción que garanticen menos fallas por corrosión, es un factor importante en la seguridad de las industrias de productos tóxicos y peligrosos, ácidos concentrados, explosivos, materiales inflamables, sustancias radiactivas, etc.

3.2 CLASIFICACIÓN DE LA CORROSIÓN

Se ha clasificado de varias maneras. Un método la clasifica como corrosión a alta temperatura y a baja temperatura y otro en combinación directa (oxidación) y procesos electroquímicos. La clasificación más usual es ^[3]:

- Corrosión húmeda o “corrosión”
- Corrosión seca u “oxidación”

La corrosión húmeda se presenta cuando el material está en contacto con agua (por ejemplo condensada), mientras que la corrosión seca se presenta cuando el material está en contacto con gases, incluyendo también vapor seco. Este tipo de corrosión, se relaciona más a materiales que soportan altas temperaturas.

El cloro seco, prácticamente no ataca al acero ordinario, pero si tiene algo de humedades extremadamente corrosivo y ataca a la mayoría de metales y aleaciones comunes. Pero para el Titanio se presenta el fenómeno contrario, el cloro seco lo ataca mas, que cuando tiene humedad.

3.3 VELOCIDAD DE CORROSIÓN

El propósito de los estudios de corrosión de los materiales, es el de comparar unos con otros, para finalmente seleccionar la aleación adecuada, para la aplicación específica. En la tabla 1 se presenta la comparación de algunos métodos clásicos, para expresar la corrosión con sus respectivos comentarios.

Tabla 1. Comparación de métodos que expresan la velocidad de corrosión para aplicaciones de ingeniería ^[3].

EXPRESIÓN	COMENTARIO
Pérdida de peso, g. o mg. Porcentaje de cambio en peso	Muy pobre ya que el tiempo y la forma de la probeta tienen mucha influencia sobre el resultado
Miligramos por dm ² y por día (mdd)	Buena expresión, pero no indica directamente el grado de penetración.
Pulgadas por año	Mejor, porque expresa una velocidad de penetración.
Mini pulgadas por año (mpy)	La mejor expresión, porque indica la velocidad de penetración en números enteros y pequeños (en la práctica de 0 a 200 mpy)

La fórmula siguiente da la conversión de datos a mpy^[3]:

$$mpy = \frac{534W}{DAT}$$

Donde W corresponde a la pérdida de peso en mg, D es la densidad del material en g/cm³, A es el área de la probeta expresada en plg² y T es el tiempo de exposición del material expresado en horas.

3.4 REACCIONES ELECTROQUÍMICAS PRESENTES EN LA CORROSIÓN^[3]

Cuando se introduce Zinc en ácido clorhídrico diluido se presenta una reacción química de disolución del Zinc y de desprendimiento de Hidrógeno (burbujas de H₂). La reacción es:



Como el ácido clorhídrico y el cloruro de Zinc se ionizan (disocian) en el agua, mejor se tiene:



Se observa entonces que los iones Cl⁻ no intervienen en el proceso y que la valencia del zinc subió de 0 a +2, mientras la valencia del Ion de hidrógeno H⁺ bajó de +1 a 0. Las reacciones parciales son:

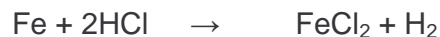
a) Oxidación del Zinc (aumento en valencia)



b) Reducción del Hidrógeno (disminución de la valencia)



La oxidación produce electrones, los cuales se consumen en la reducción. Durante la corrosión metálica, la velocidad de oxidación o corrosión, es siempre igual a la velocidad de reducción. El Hierro y el Aluminio también se atacan rápidamente con ácido clorhídrico, según las reacciones:





Puede parecer diferente a primera vista, pero considerando las reacciones parciales:



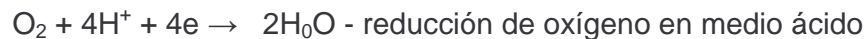
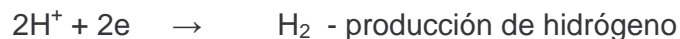
Se observa que las tres reacciones son electroquímicas y muy parecidas, todas llevan a una reducción del H_2 y el metal se oxida a su forma iónica, disolviéndose.

Como conclusión, se dice que la corrosión es una reacción anódica porque ocurre en el ánodo que produce electrones, los cuales se consumen en el cátodo en una reacción catódica, de reducción de algún producto, por ejemplo H^+ en un ácido. Los iones de Cloro Cl^- , de sulfato SO_4^{-2} , de nitrato NO^{-3} , etc., no intervienen en esas reacciones electroquímicas

En forma general se tiene:



□ Reacciones catódicas más comunes:



$O_2 + 2H_2O + 4e \rightarrow 4OH^-$ - reducción de oxígeno en solución neutra o alcalina

$M^{+3} + e \rightarrow M^{+2}$ - reducción de Ion metálico

$M^{+n} + ne \rightarrow M^0$ - depósito

Ejemplo: corrosión del Hierro en agua, atmósfera húmeda.

Reacción anódica: $Fe \rightarrow Fe^{+2} + 2e$

Reacción catódica: $O_2 + 2H_2O + 4e \rightarrow 4OH^-$

Reacción total: $2Fe + 2H_2O + O_2 \rightarrow 2Fe^{+2} + 4OH^- \rightarrow 2Fe(OH)_2$

El hidróxido ferroso se precipita y se oxida aun más en agua aireada según la ecuación:

$2Fe(OH)_2 + H_2O + \frac{1}{2}O_2 \rightarrow 2Fe(OH)_3$ -herrumbre

En un proceso de corrosión, se pueden presentar varias reacciones anódicas y catódicas al mismo tiempo. En estos casos, tenemos que la velocidad de la suma de las reacciones anódicas, será igual a la velocidad de la suma de las reacciones catódicas. Una impureza usual en ácido clorhídrico comercial es el ión férrico Fe^{+3} .

La corrosión en este medio será mayor debido a la reacción catódica adicional.

$Fe^{+3} + e \rightarrow Fe^{+2}$

Es muy importante tener en cuenta, que las reacciones anódicas y catódicas que ocurren durante un fenómeno de corrosión dependen una de otra, de modo que será posible disminuir la corrosión reduciendo una de las dos reacciones. Por ejemplo en el caso anterior de ácido impuro, habrá menos corrosión, si eliminamos los iones férricos. Una reducción del porcentaje de oxígeno disuelto, reduce en muchos casos la corrosión, no hay corrosión del acero en agua marina si no contiene oxígeno, porque no hay reacción catódica.

Si se pinta la superficie del metal, las velocidades de las reacciones tanto anódicas como catódicas, se disminuirán apreciablemente y se retardará la corrosión. Un inhibidor de corrosión interfiere con una de las reacciones parciales y reduce la corrosión.

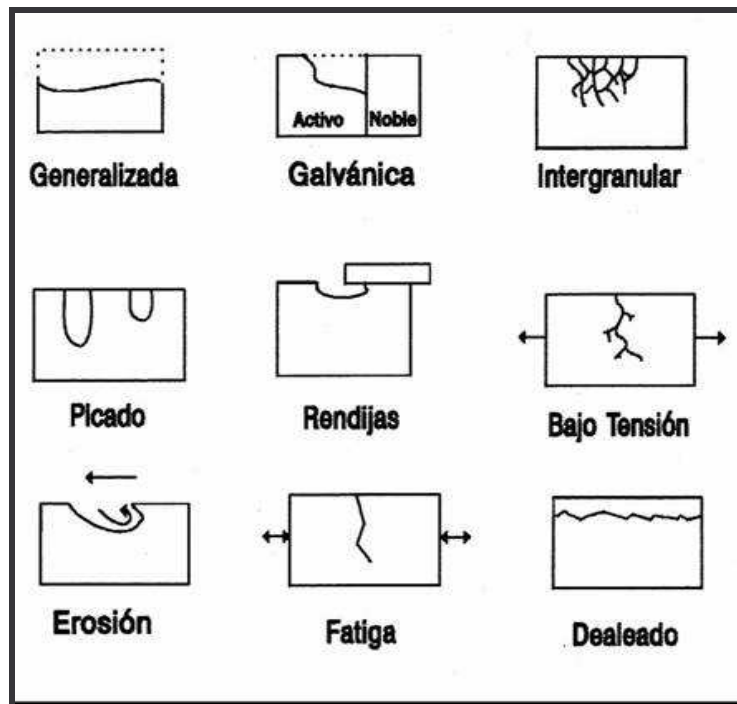
Es obvio, que para una alta velocidad de corrosión, es preciso tener una buena conductividad eléctrica tanto en el metal, como a través del electrolito (medio corrosivo). Entonces, lógicamente, agua muy pura será menos corrosiva que agua salina. La baja acción corrosiva del agua muy pura, se debe principalmente a su alta resistencia eléctrica.

En principio, la pasividad es la pérdida de reactividad química, que experimentan algunos metales y aleaciones en ciertos medios específicos. Afortunadamente, varios metales de ingeniería como Fe, Ni, Si, Cr, Ti y sus aleaciones, presentan este fenómeno. En determinadas condiciones límites, otros metales como el Zn, Cd, Sn, U y Th, también han presentado efectos de pasividad^[3].

Se puede describir la pasivación de un metal en diagramas “poder oxidante del medio Corrosivo vs. Velocidad de corrosión”:

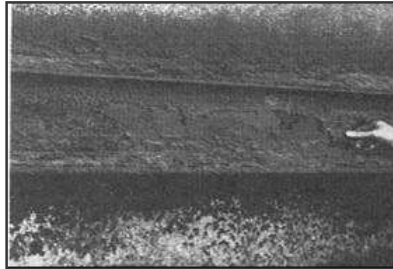
3.5 TIPOS DE CORROSIÓN

Figura 7. Tipos de Corrosión



3.5.1 Corrosión Generalizada: es cuando la pérdida de espesor es uniforme en toda la superficie. La corrosión Generalizada o uniforme es la forma de corrosión más “benigna”, por que es predecible.

Figura 8. Corrosión atmosférica de en el exterior de una caldera debida a SO_2



La *corrosión atmosférica* en el exterior de recipientes a presión es quizás la forma más probable de ataque generalizado. Las variables más importantes en el proceso son el tipo de atmósfera tanto industrial, marina y rural, la humedad relativa, la temperatura ambiente, etc.

3.5.2 Corrosión Galvánica: la corrosión galvánica es la forma más evidente de ataque localizado donde las áreas anódica y catódica están muy claramente identificadas. Es la causa más frecuente de fallas inesperadas en agua de mar. Causa fallas de estructuras de la nave, broches, cascos, hélices, árboles, válvulas, condensadores, tornillos, remaches y tuberías ^[10].

Ocurre cuando dos metales de diferente potencial electroquímico están en contacto en un medio corrosivo y se genera un flujo de electrones entre estos dos metales y por lo tanto una corriente eléctrica. El metal que dona los electrones para que esta corriente fluya es el que tiene el voltaje más negativo y verá aumentada su velocidad de corrosión, será llamado ánodo. El otro metal, el cual tiene un voltaje más positivo recibe los electrones y ve su velocidad de corrosión reducida, es llamado el cátodo. El metal más negativo, ánodo, se

encuentra bajo el efecto de la corrosión galvánica, este daño es más severo que si el metal es expuesto solo al mismo medio, mientras que el más positivo, cátodo, experimenta protección galvánica.

Este tipo de corrosión requiere de tres elementos

- Dos metales que sean diferentes en la serie galvánica.
- Un contacto eléctrico entre los metales.
- Que ambos metales estén sumergidos en una solución conductora.

Una variación de lo anterior puede ocurrir con los metales que tienen una película pasiva y que pierden esta capa en un punto, el metal se hace activo en esta área. De esa manera el metal puede tener zonas pasivas y zonas activas en la misma superficie. Este es el mecanismo del picado y la corrosión en grietas.

Los dos factores más importantes que afectan la severidad de la corrosión son:

- La diferencia de voltaje entre los dos metales en la serie galvánica
- El tamaño del área expuesta del metal catódico relativa a la del metal anódico.

La corrosión del metal anódico es mucho más rápida y dañina a medida que se incrementa la diferencia entre voltajes y a medida que el área catódica se incrementa con respecto al área anódica. Si se incrementa la distancia la corrosión tenderá a ser superficial. Sin embargo, el ataque corrosivo se concentrará en la zona del metal anódico cercana al cátodo.

Dos metales que estén lejos en la serie galvánica no necesariamente

experimentarán más corrosión que dos metales que están cerca. Encontrar la velocidad de corrosión en una cupla galvánica requiere conocimiento de polarización, que es la habilidad que tiene un metal de cambiar su voltaje mientras acepta o da una cierta cantidad de electrones.

Un metal que se polariza fácilmente, que cambia su voltaje rápidamente con una pequeña cantidad de corriente, no causará mucha corrosión a los metales acoplados con el y tampoco sufre un gran incremento en su velocidad de corrosión cuando es el ánodo en una cupla. Un ejemplo de un metal que se polariza fácilmente en agua de mar es el Titanio. Metales que son difíciles de polarizar, es decir que es difícil que cambien su voltaje con una corriente aplicada causarán o experimentará una gran corrosión galvánica, dependiendo del otro material en el par ^[10].

3.5.3 Corrosión por Picado: es una forma de corrosión galvánica, donde el cromo en la capa pasiva es disuelto, dejando el acero propenso a la corrosión y un sitio activo. La diferencia de voltaje entre la capa pasiva y la activa en un acero inoxidable austenítico es 0.78 voltios. El ácido clorhídrico es la causa más común de picado en el acero inoxidable. Los cloruros son mortíferos para los inoxidables porque su forma cloruro de cromo ($CrCl_3$) es muy soluble en agua, esto propicia que el cromo sea removido de la capa pasiva, dejando descubierto el acero. Como el Cromo es disuelto, los cloruros penetran en el acero inoxidable, creando una picadura, en la picadura se forma un residuo de Cloruro Férrico ($FeCl_3$), el cual es muy corrosivo para el acero inoxidable, es por esta razón que el Cloruro Férrico es utilizado en muchas de las pruebas de corrosión para los aceros inoxidables ^[10].

Cuando Molibdeno y/o Nitrógeno son usados como elementos aleantes en el acero inoxidable, la resistencia a la corrosión por picaduras mejora. En un intento por cuantificar el efecto de los elementos aleantes, una relación de varios elementos responsables de la resistencia a la corrosión ha sido desarrollada. La ecuación resultante ha sido llamada el número equivalente de resistencia al picado o PREN por sus siglas en ingles Pitting Resistance Equivalent Number. Este tiene una cantidad de coeficientes diferentes; su forma usada más comúnmente es:

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3.3(\% \text{Mo}) + 16(\% \text{N})$$

La alta temperatura y el bajo PH influyen en el picado y viceversa, a bajas temperaturas y alto PH, la aleación puede ser inmune al picado. Existe un umbral por debajo del cual la corrosión por picado no ocurre, y por encima de este umbral la corrosión por picado ocurre más rápidamente. La picadura puede ocurrir rápidamente una vez empieza., por ejemplo, bajo las condiciones adecuadas de contenido de cloruro, PH y temperatura un tubo del tipo 305 con un espesor de pared de 0.035 pulgadas (0.89 mm.) sufrirá picadura en menos de ocho horas.

3.5.4 Crevices: es otra forma de corrosión galvánica, en donde el metal corroído está en contacto cercano con otro metal, una pieza de plástico, pintura, empaques de caucho, bandas de caucho, cinta de enmascarar o cualquier otro material que produzca una pequeña grieta.

Como en el picado, una solución conductora debe estar presente, y la presencia de cloruros hace que la reacción proceda rápidamente. La temperatura afecta la corrosión en grietas y no ocurre por debajo de una temperatura crítica CCCT (Critical Crevice Corrosion Temperature), pero si lo

hace por encima. Entre mayor sea la diferencia entre la CCCT y la temperatura ambiente más rápidamente ocurrirá la corrosión. Existe una relación entre el PREN y el CCCT, entre mayor sea el PREN mayor es la CCCT. También hay una relación entre la estrechez de la grieta, y el tiempo de ataque y la severidad de la corrosión. Por ejemplo, Nunca se debe envolver tubería de acero inoxidable con Neopreno, y si se lo hace debe sellarse herméticamente con una abrazadera si la tubería está en un ambiente marino o donde estén presentes cloruros en el ambiente.

3.5.5 Dealeado o Leading: el dealeado es la corrosión selectiva (remoción) de un elemento de una aleación. Es típica la desincificación de los Latones con más del 15% de Zn. Cuando se remueve el Zn queda una matriz porosa y débil de Cu.

3.5.6 Erosion-Corrosión: la erosión es la remoción de material de la superficie metálica debida a la acción de numerosos impactos individuales de partículas sólidas o de un fluido. Cuando la erosión se haya incrementada por corrosión se llama erosión-corrosión. Los factores más importantes que influyen en el mecanismo son: la Velocidad, Tamaño y Forma de las partículas o la velocidad del Fluido.

La erosión-corrosión se caracteriza por formar sobre la superficie marcas con forma de herradura de caballo, en la dirección del flujo. Las áreas propensas a sufrir estos mecanismos son aquellas con alta velocidad de flujo y alta turbulencia. Algunos ejemplos de los lugares que se deben inspeccionar son:

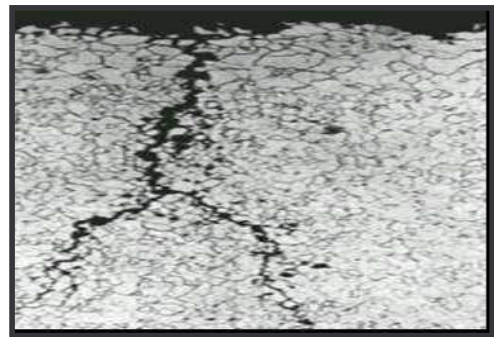
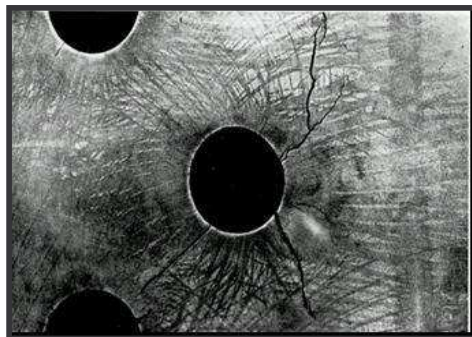
- Cualquier punto donde hay un cambio de dirección brusco: codos, boquillas, bafles, internos en general, etc.

- Aguas debajo de las válvulas de control, especialmente si es posible que haya salpicado o cavitación.
- Aguas debajo de los orificios.
- Aguas debajo de la descarga de una bomba.

Como el ataque erosivo es bastante generalizado, suele ser difícil de detectar visualmente en las primeras etapas. Mediciones de espesor por ultrasonido son la técnica mas utilizada para detectar este mecanismo, pero puede utilizarse además Eddy Current, Láser Pro files y otros.

3.5.7 Corrosión bajo tensión: corrosión Bajo Tensiones (SCC) es el término utilizado para describir fallas de componentes que ocurren en servicio por crecimiento subcrítico de fisuras inducidas por un medio corrosivo. Este fenómeno está asociado con la combinación de tensiones mecánicas superiores a un cierto valor crítico, especies corrosivas específicas para cada material y en algunos sistemas condiciones metalúrgicas que llevan al crecimiento de fisuras.

Figura 9. Micrografías de materiales que presentan fisuras inducidas por la corrosión.



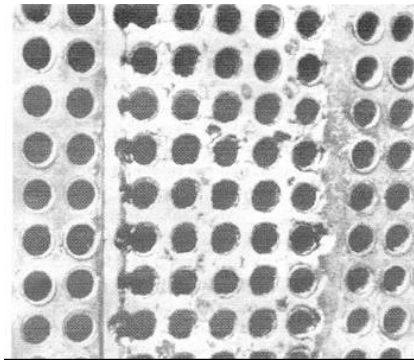
3.5.8 Corrosión Microbiológica: el mecanismo de corrosión microbiológica o corrosión inducida por microorganismos MIC puede definirse como, aquellas formas de corrosión que son iniciadas o influenciadas en su velocidad o extensión por la presencia o actividad de microorganismos.

Los microorganismos que forman parte del proceso de corrosión microbiológica cubren un amplio espectro, pero tienen un factor común y es que forman parte del ciclo natural del Azufre en la naturaleza, por lo que este elemento juega un papel muy importante en el metabolismo de estas bacterias. Es por lo anterior que las bacterias pueden clasificarse en dos grandes grupos: sulfato oxidantes o sulfato reductoras.

Los sulfatos oxidantes toman parte en el proceso corrosivo por oxidación del azufre y sus compuestos para formar sulfatos con la simultánea producción de ácidos fuertes como el ácido sulfúrico. Estas bacterias requieren para el desarrollo de su metabolismo la presencia de oxígeno, obtenido del aire típicamente por lo que también se las conoce como las causantes de la corrosión microbiológica aeróbica.

Las bacterias sulfato reductoras por el contrario completan el ciclo del azufre al reducir los sulfatos a sulfuros. Este proceso se lleva a cabo en ausencia de oxígeno o con concentraciones muy pequeñas del mismo, por lo que estas bacterias son causantes de la corrosión microbiológica anaeróbica.

Figura 10. Fotografía de un tubo de intercambiador de calor en Acero al carbono que utilizaba agua de mar.



3.5.9 Ataque Intergranular^[10]: Se entiende por corrosión intergranular al ataque selectivo en límites de grano que tiene lugar en aleaciones Fe-Cr, o Ni-Cr cuando presentan determinadas características micro-estructurales y se sitúan en contacto con medios especialmente agresivos, fundamentalmente de tipo ácido. El fenómeno se ha estudiado fundamentalmente en aceros inoxidables austeníticos aleaciones Fe-Cr- Ni .

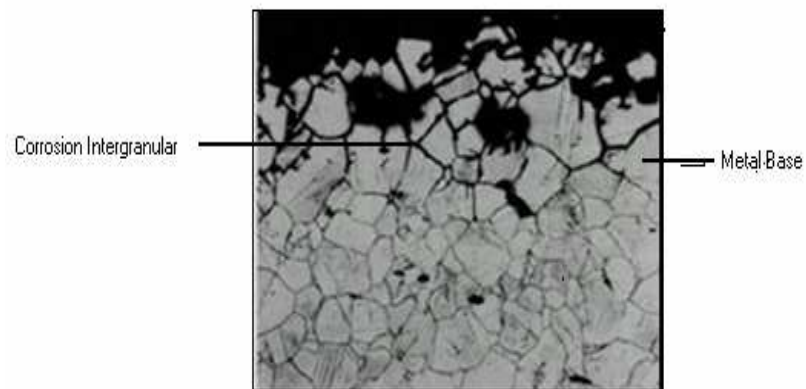
El ataque es particularmente importante en los aceros que han sufrido un tratamiento térmico, sensibilización a temperaturas comprendidas entre los 450 y 900 °C. Y los medios más característicos en los que aparece el ataque son los de carácter ácido.

El grado de corrosión depende fundamentalmente del tiempo previo de mantenimiento a la temperatura de sensibilización y de la composición del acero, aunque otras variables, menos estudiadas, contribuyen también en algunos casos de forma significativa a establecer el nivel de sensibilización y, por tanto, del ataque posterior por corrosión para una determinada composición

de la aleación y tratamiento térmico. Estas variables son fundamentalmente el tamaño de grano austeníticos y grado de acritud del acero.

La corrosión Intergranular se debe a la precipitación previa de carburos ricos en cromo (Cr_{23}C_6) en los límites de grano austeníticos. Así, la corrosión intergranular ha sido atribuida al empobrecimiento en Cromo de la matriz austenítica en la zona próxima a la interfase de los carburos.

Figura 11. Micro estructura acero inoxidable que presenta corrosión



4. EFECTO DE LA SOLDADURA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

Los aceros inoxidable austeníticos se especifican normalmente por su excelente resistencia a la corrosión. La soldadura puede reducir esa resistencia en ambientes agresivos. En la soldadura, el calor que se genera produce un gradiente de temperatura en el metal de base. La soldadura también puede inducir tensiones residuales en el área soldada, lo cual en ciertos ambientes puede resultar en roturas por corrosión bajo tensión. Uno de los primeros problemas de corrosión relacionados con la soldadura fue el ataque intergranular, en la zona soldada térmicamente afectada. En el rango de temperaturas que va de 425 a 900 °C, el carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos^[6].

El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo. Cuando la red de carburos es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente, resultando en corrosión intergranular. En el peor de los casos, la capa empobrecida en Cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base^[12].

Se dice que las aleaciones están sensibilizadas, cuando por soldadura o tratamientos térmicos, existen áreas empobrecidas en cromo que puedan ser atacadas en estos ambientes corrosivos. Las aleaciones sensibilizadas aún pueden prestar buenos servicios en muchos de los ambientes moderados en que se usan los aceros inoxidable.

El grado de sensibilización, o sea la cantidad de carburos de cromo formado en los límites de grano, está influenciado por la cantidad de carbono y la

temperatura y tiempo de exposición. La *Figura 12* ilustra las curvas de sensibilización tiempo-temperatura para el acero inoxidable tipo 304. Las curvas para otros aceros inoxidables austeníticos son similares, con valores ligeramente diferentes.

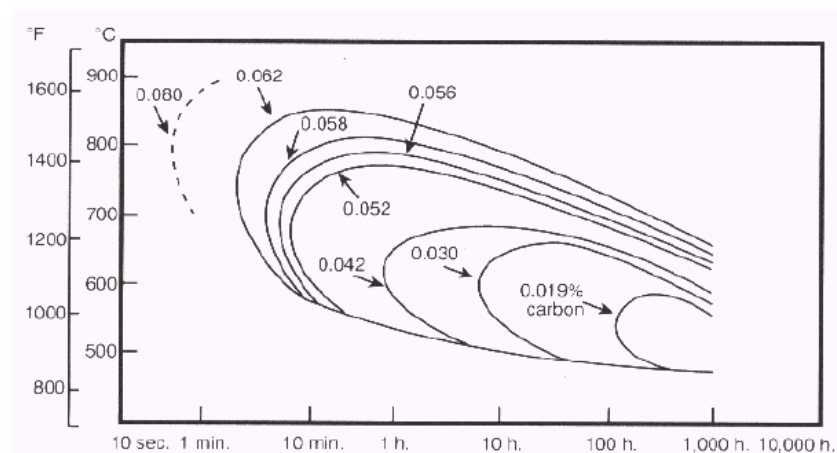
De la *Figura 12* se puede observar que una aleación con el 0.062 % de Carbono podría quedar sensibilizada en un tiempo tan pequeño como 2 a 3 minutos a 700 °C. Por otro lado, el tipo 304 con 0.030 % de Carbono podría mantenerse a 595 °C por 8 horas antes de sensibilizarse. Por esta razón los grados bajos en Carbono se utilizan más comúnmente en los equipos resistentes a la corrosión, donde la corrosión intergranular es un riesgo. Con el grado "L", la zona afectada por el calor no permanece el tiempo suficiente para sensibilizarse.

Se puede prevenir la formación de los carburos de cromo en los límites de grano agregando titanio Ti o niobio Nb-Tantalio Ta a la aleación. El Niobio también se lo conoce como Columbio Cb. Estos elementos tienen una afinidad más grande por el carbono que el cromo, y forman carburos distribuidos uniformemente, lejos de los límites de grano, con lo cual no se afecta la resistencia a la corrosión. El tipo 321 UNS S32100 contiene titanio y el 347 UNS S34700 contiene Niobio Tantalio. Ambos son versiones estabilizadas del tipo 304.

Los grados estabilizados se prefieren para aplicaciones donde la aleación estará un largo tiempo en el rango de temperaturas de sensibilización (425 a 900 °C). Un tercer método de prevenir el ataque intergranular en la zona afectada por el calor, en aleaciones conteniendo más de 0.03% de Carbono, es redissolver los carburos de Cromo por templado por disolución, entre 1040 y

1175 °C, seguido por un enfriamiento rápido. El templado por disolución es un buen método para restaurar completamente la resistencia a la corrosión cuando el tamaño, forma y geometría de las soldaduras permiten el tratamiento térmico. El templado por disolución debe ser muy bien controlado, tanto en el calentamiento como en el enfriamiento, para mantener la distorsión dentro de límites aceptables.

Figura 12. Curvas de sensibilización Tiempo-Temperatura. Efecto del control del Carbono en la precipitación de carburo en el tipo 304



La corrosión intergranular del acero 304 es muy común y se presentan en medios en los cuales la aleación tendría que resistir muy bien. Por ser el acero utilizado en la investigación se profundizara en este tipo de corrosión.

5. CORROSIÓN INTERGRANULAR

Se entiende por corrosión intergranular al ataque selectivo en límites de grano que tiene lugar en aleaciones Fe-Cr, o Ni-Cr cuando presentan determinadas características microestructurales y se sitúan en contacto con medios especialmente agresivos, fundamentalmente de tipo ácido. El fenómeno se ha estudiado fundamentalmente en aceros inoxidables auténticos (aleaciones Fe-Cr- Ni) ^[10].

El ataque es particularmente importante en los aceros que han sufrido un tratamiento térmico (sensibilización) a temperaturas comprendidas entre los 450 y 900 °C. Y los medios más característicos en los que aparece el ataque son los de carácter ácido.

El grado de corrosión depende fundamentalmente del tiempo previo de mantenimiento a la temperatura de sensibilización y de la composición del acero, aunque otras variables, menos estudiadas, contribuyen también en algunos casos de forma significativa a establecer el nivel de sensibilización y, por tanto, del ataque posterior por corrosión para una determinada composición de la aleación y tratamiento térmico. Estas variables son fundamentalmente el tamaño de grano austeníticos y grado de acritud del acero.

Así, la corrosión intergranular ha sido atribuida al empobrecimiento en cromo de la matriz austenítica en la zona próxima a la interfase de los carburos; sin embargo, esta hipótesis, básicamente aceptada, no permite explicar algunos fenómenos observados experimentalmente. Otros dos mecanismos

propuestos por diferentes autores completan la teoría fundamental de la región empobrecida en cromo y permiten entender alguno de estos fenómenos. De acuerdo con esto, las tres hipótesis, en parte complementarias, son:

- Zona empobrecida en Cromo
- Tensiones en la interfase matriz-carburo.
- Efecto electroquímico

5.1 TEORÍAS BÁSICAS SOBRE LA SENSIBILIZACIÓN A LA CORROSIÓN INTERGRANULAR

5.1.1 Zona empobrecida en Cromo^[10] : el porcentaje de Cr en el carburo precipitado cuya estequiometría es básicamente $Cr_{23}C_6$ puede llegar a l 94%, lo que supone un significativo empobrecimiento en Cr de la matriz γ Inmediatamente adyacente al carburo precipitado. Estas zonas austeníticas pierden el carácter de la inoxidableidad al tener porcentajes de Cr inferiores al 12% (mínimo requerido para la pasivación), siendo, las mismas por tanto susceptibles a la corrosión por constituir la región anódica de pilas activas-pasivas.

La *figura 13*, muestra esquemáticamente la precipitación del carburo y la aparición de la zona empobrecida en Cromo y la *figura 14*, la demostración experimental de cómo la región del límite de grano queda con un porcentaje en Cromo inferior al 12% en peso.

Figura 13. Representación esquemática de la precipitación de la representación de los carburos en los límites de grano.

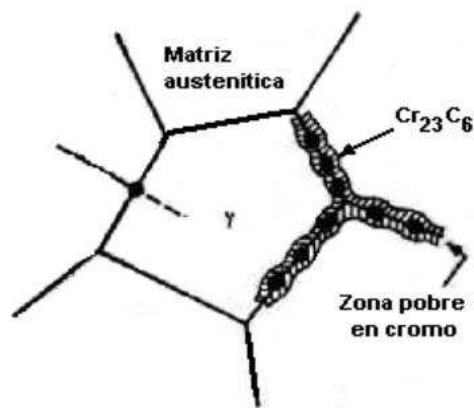
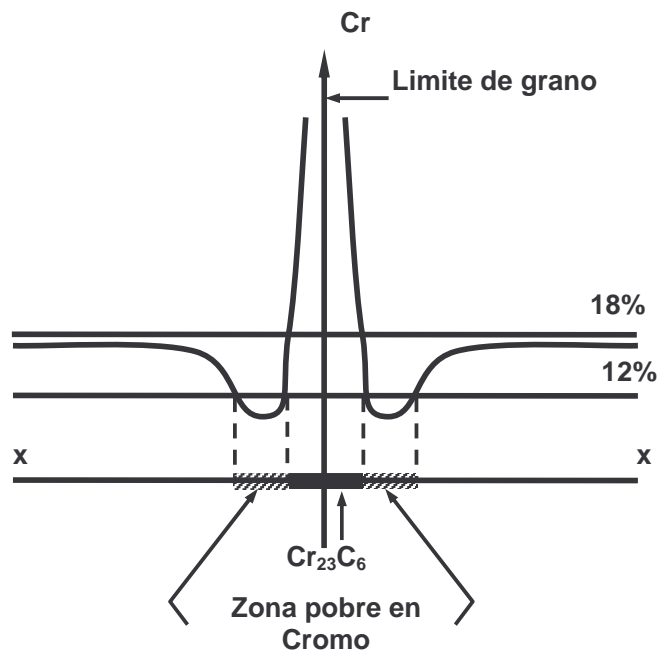


Figura 14. Perfil de concentración de cromo en la zona próxima al carburo.



Para evitar la precipitación de carburos ricos en Cromo en límite de grano y, por tanto, la sensibilización del acero a la corrosión intergranular el fabricante realiza un enfriamiento rápido (temple) desde aproximadamente los 1000°C, lo que evita cinéticamente la precipitación de la segunda fase sólida, cuyo crecimiento, basado en la difusión de Cromo y Carbono desde la matriz austenítica hasta el núcleo inicial del carburo, requiere de temperatura y tiempo. El material suministrado al usuario, microestructuralmente está constituido exclusivamente por fase γ meta-estable sobresaturada en Carbono [10].

Si por alguna circunstancia el acero inoxidable es calentado en servicio, o bien como consecuencia de una unión soldada, el sistema se acercara a las condiciones de equilibrio precipitarán carburos de Cromo y el material quedara sensibilizado a la corrosión intergranular.

Sin embargo, manejando exclusivamente la hipótesis de la zona empobrecida en Cromo descrita sería difícil explicar la susceptibilidad a la corrosión intergranular en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) de las uniones soldadas, pues los tiempos de calentamiento son excesivamente cortos; y tampoco quedarían explicados fenómenos como el ataque en “hoja de cuchillo” , únicamente a un lado del carburo.

5.1.2 Tensiones internas en la interfase: se ha observado que, en determinadas condiciones de operación la corrosión intergranular sensibilizados da lugar al ataque denominado en hoja de cuchillo. Localizado a un lado de la interfase carburo-austenita. Esta observación no puede explicarse por la teoría de la zona empobrecida en Cr, que predice un ataque uniforme a ambos lados del carburo precipitado en el límite de grano. Por ello, se propuso

un efecto adicional basado en la influencia de la presencia de tensiones internas en la intercara.

De acuerdo con ello la severidad del ataque es proporcional a la falta de acoplamiento atómico en la interfase, de manera que, según la orientación relativa de los átomos en los granos austeníticos que conforman el límite, se produce o no la aparición de tensiones en la interfase. Así, se constituyen límites de bajo ángulo habrá coherencia relativa a ambos lados del carburo, distorsión de ambas redes y aparición de tensiones internas a ambos lados y, por tanto ataque convencional. Por el contrario, si se dan límites de gran ángulo solo habrá coherencia entre las redes de austenita y carburo con uno de los granos y ataque en hoja de cuchillo, exclusivamente en la región provista por la distorsión de la red, es decir, en aquella en la que se da coherencia entre las redes reticulares de carburo y fase matriz.

5.1.3 Efecto Electroquímico: en enfriamientos rápidos como ocurre en la zona afectada por el calor de soldadura (ZAC) el efecto incompleto de pérdida de cromo se complementaría con un efecto electroquímico, al ser el potencial de reducción del Cr_{23}C_6 superior al correspondiente a la matriz austenítica próxima ^[10].

Para ello sería necesario el establecimiento de una banda continua pobre en Cr derivada de la presencia de partículas de carburo intercomunicadas, condición esta que debe darse para catalogar el material como sensibilizado cuando se llevan a cabo la mayoría de los correspondientes ensayos normalizados.

En definitiva, la región del límite de grano próxima al carburo presentaría comportamiento anódico respecto a este y sobre ella se localizaría el ataque. A

la vista de las tres hipótesis puede establecerse que, independientemente de la mayor o menor contribución de cada uno de los mecanismos descritos, todos aceptan la precipitación de carburos o de otras fases como nitruros o carbonitruros ricos en Cromo como factor desencadenante de la sensibilización [10].

5.2 FACTORES QUE INFLUYEN EN LA CINÉTICA DE LA PRECIPITACIÓN DE CARBUROS

Desde el punto de vista termodinámico la precipitación del carburo se produce como consecuencia de la sobresaturación existente en el % de carbono en la matriz austenítica, ya que el % en el equilibrio a temperaturas inferiores a los 600 °C es aproximadamente un 0.02% y el acero inoxidable contiene entre un 0.06 y un 0.08% en peso. Así pues, el acero presenta una estructura metaestable constituida por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro y.

Esta estructura evolucionará hacia el equilibrio mediante la precipitación de la fase estable (carburo) con reducción de la energía libre del sistema. En este tránsito pueden distinguirse dos etapas: nucleación y crecimiento.

Nucleación: heterogénea preferentemente en límites de grano y en menor grado en límites de mezcla y determinados planos de deslizamiento. El factor controlante es el subenfriamiento y la diferencia entre la concentración de equilibrio y la real a cada temperatura mínima para el movimiento atómico. Experimentalmente se observa que es máxima alrededor de los 750°C.

Crecimiento: depende del desplazamiento de átomos de la matriz de austenita, aspecto este ligado a la temperatura y a la energía necesaria para el tránsito matriz austenítica/núcleo de carburo. La velocidad de tránsito en la intercara se puede expresar como:

$$V = \frac{\Delta E_{\gamma-carburo}}{KT}$$

La energía necesaria para el tránsito a través de la intercara austenita-carburo ($\Delta E_{\gamma-carb}$) es pequeña, pues ambos (fase γ y carburo) poseen la misma estructura cristalina con diferentes parámetros de red.

El bajo valor de $\Delta E_{\gamma-c}$ permite velocidades altas en el intercambio de átomos desde la solución sólida al carburo y, en consecuencia, el fenómeno estará controlado por la difusión hasta la intercara de uno de los elementos que forman el carburo, el Cromo o el Carbono.

Se acepta, en general, que una vez formado el núcleo inicial de carburo por enfriamiento lento desde la fase γ o por calentamiento después del temple, el proceso de crecimiento de la segunda fase esta controlado por la difusión intersticial para los átomos de Carbono.

Sin embargo, es preciso considerar algunos aspectos que inducen a pensar que pueda ser la difusión de carbono el factor controlante, al menos en determinadas condiciones de operación. Entre estas circunstancias se destacan:

- La alta concentración de Cromo en la matriz austenítica, del orden del 18% en peso, muy superior a la correspondiente. Teniendo en cuenta la estequiometría del carburo (Cr_{23}C_6) el carbono deberá necesariamente difundir desde distancias mucho mayores para alcanzar la concentración necesaria en el carburo. Efectivamente, la concentración de cromo en los carburos es de 2 a 5 veces mas alta que en la solución sólida, mientras que en el caso del Carbono esta concentración es unas 38 veces superior.
- La sensibilidad del acero austenítico a la corrosión intergranular derivada de la precipitación de carburos en limite de grano está especialmente afectada por el contenido en Carbono del acero, mucho más que por el contenido en Cromo, como se ha puesto de manifiesto en numerosos ensayos.
- El nivel de sobresaturación en Carbono de la solución sólida es pequeño: 0.06-0.8% frente al 0.045% aproximadamente correspondiente al equilibrio a la temperatura de mas rápida sensibilización (750°C), de manera que una vez formados los primeros núcleos de carburo, el gradiente de concentración entre la región próxima al precipitado y el grano austenítico es realmente pequeño.
- La difusión de Cromo en el limite de grano y sus proximidades esta favorecido respecto al transporte a través del grano austenítico como consecuencia del desorden atómico que caracteriza el limite, del que se deriva un elevado número de vacantes en equilibrio para una temperatura determinada (el coeficiente de difusión del Cromo en el limite de grano austenítico es del orden de 10 veces superior al correspondiente en el interior del mismo).

5.3 INFLUENCIA DE OTRAS VARIABLES SOBRE LA SENSIBILIZACIÓN A LA CORROSIÓN INTERGRANULAR

5.3.1 Influencia de la composición: el factor más significativo que afecta a la sensibilización de los aceros inoxidable austeníticos a la corrosión intergranular es el contenido en Carbono.

Cuanto mayor es el contenido en Carbono, mayor es la susceptibilidad del acero a la corrosión intergranular. Para contenidos en Carbono inferiores a 0.02% en peso prácticamente no existe riesgo de sensibilización, durante el enfriamiento, transformación de fase en estado sólido con precipitación de carburos.

Habitualmente no se comercializan aceros inoxidable con contenidos tan reducidos en carbono por sus bajas propiedades mecánicas (el carbono intersticial endurece el material) y por el elevado costo que supondría reducir tanto el contenido en este elemento en el proceso de fabricación.

El aumento en el contenido en Cromo reduce el riesgo de sensibilización, pues se requieren tiempos más largos para que el contenido de este elemento en la matriz austenítica baje por debajo del 12% en peso.

La presencia de Molibdeno reduce el riesgo de sensibilización al reducirse, en su presencia, el coeficiente de difusión sustitucional del Cromo en la solución sólida con lo que el carburo crece mas lentamente.

Las adiciones en pequeña cantidad de Ti y Nb con mayor afinidad por el C que por el Cr, favorecen la precipitación de carburos de estos elementos y evitan el efecto de empobrecimiento localizado en Cr dando buenos resultados en el caso de que la aleación se sitúe en contacto con soluciones reductoras o neutras. Sin embargo, cuando se trata de soluciones oxidantes como HNO_3 , la presencia de estos elementos de aleación propicia ataque por corrosión al lado mismo de los cordones de soldadura. El fenómeno es mucho más marcado en presencia de Ti que de Nb.

En medios muy oxidantes el ataque intercrystalino ya no depende tanto de la precipitación de carburos de Cr en límite de grano como de la propia composición y estabilidad de la capa pasiva. En este caso el elemento de aleación que permite resolver al menos en parte el problema es el Si, con una adición comprendida entre el 3% y el 4%.

En el caso de aceros inoxidables ferríticos (aleaciones Fe-Cr) el contenido en Cr no tiene influencia apreciable sobre la susceptibilidad a la corrosión intergranular.

5.3.2 Influencia del tamaño de grano austenítico: al margen de los factores relacionados con la composición química existe evidencia hay relación entre la sensibilización y el crecimiento de grano.

La nucleación heterogénea de la fase Cr_{23}C_6 esta especialmente favorecida en determinadas regiones del límite de grano donde se concentra el mayor nivel de desorden atómico.

Por otra parte el crecimiento está menos impedido, y por tanto se produce en

mayor proporción en estas zonas que coinciden habitualmente con límites de menores y mayores ángulos de grano en estas regiones donde se presenta la nucleación de carburo y donde esta fase crece en mayor proporción después de un determinado ciclo térmico.

Evidentemente, un mayor volumen de Carbono precipitado daría lugar a un mayor empobrecimiento en cromo en su vecindad y por tanto, estas regiones serían especialmente sensibles en límites de grano de gran superficie prácticamente todos los puntos de nucleación presentan la misma probabilidad estadística de que se genere un embrión (bastante separación entre puntos singulares constituidos por uniones de tres granos y abundante superficie mostrando la misma diferencia de orientación entre los planos atómicos de los granos de austenita contiguos). En consecuencia, no aparecen lugares preferentes y tiene lugar con mayor facilidad la precipitación de un rosario continuo de carburos, generándose la banda baja en Cromo, ya sugerida como condición para que se dé la sensibilización.

5.3.3 Influencia de la estequiometría del carburo precipitado: la estequiometría habitual de los carburos precipitados en los límites de grano de los aceros inoxidable austeníticos es, como ya se ha comentado $M_{23}C_6$ donde M básicamente es Cromo, aunque habitualmente aparece algo de hierro, de manera que sería más correcto formularlo como $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Sin embargo, se han detectado, en determinadas condiciones de sensibilización todavía no bien establecidas experimentalmente, relaciones estequiométricas entre cromo y carburo distintos a la anterior, concretamente Cr_7C_3 y Cr_3C_2 .

La posible precipitación de estos carburos influiría en el proceso de sensibilización fundamentalmente por dos razones:

- La cc de Cr en Cr_{23}C_6 es de 4 a 5 veces superior a la ss γ , mientras que la cc de Cr en Cr_7C_3 , es solo 1.5 veces superior a la ss γ .
- La energía de tránsito en la interfase $E_{\gamma/\text{Car}}$ es mayor en estos carburos por la diferencia de estructura cristalina respecto a la fase austenítica.
- Como consecuencia de lo anterior, el crecimiento de carburo sería más lento y la sensibilización más difícil e incluso probablemente, la etapa controlante en el crecimiento pasaría ser el tránsito de átomos desde la matriz austenítica al núcleo inicial de carburo a través de la interfase^[10].

6. SEGREGACION

Para hablar de segregación es importante tener en cuenta la solidificación. La forma de crecimiento de un sólido en un líquido depende del gradiente de temperatura delante de la interfase sólido-líquido, para producir solidificación es necesario sobreenfriar el líquido bajo la temperatura de real o de fusión.

Gradiente positivo de temperatura delante de la interfase Sólido-Líquido

Cuando se tiene un gradiente de temperatura positivo el calor debe ser extraído por el sólido. El movimiento de la interfase es controlado por la cantidad de calor removido a través del sólido. Además la interfase debe ser isotérmica y moverse con velocidad uniforme. Si una protuberancia avanza hacia el sólido ésta se encuentra con líquido sobrecalentado y se disuelve. Se produce así un crecimiento con una interfase de forma plana o redondeada, pero sin protuberancias ver *figura 15 a*

Gradiente negativo de temperatura delante de la interfase Sólido-Líquido

Cuando se tiene un gradiente de temperatura negativo el calor puede ser extraído tanto por el sólido como por el líquido, por tanto, el movimiento de la interfase no es controlado por la cantidad de calor removido a través del sólido. Al desencadenarse el proceso de solidificación se desprende calor latente que eleva la temperatura de la interfase S-L, de esta manera es posible que delante de la interfase se genere un gradiente negativo de temperatura. Si una protuberancia sólida avanza, se encontrará con líquido sobreenfriado y ésta tenderá a crecer aún más hacia el interior del líquido. Por tanto, la interfase S-L

avanzará con protuberancias puntiagudas llamadas **dendritas** (forma de árbol), de esto se deduce que la interfase plana es inestable en este caso. *figura 15 b*. El crecimiento de las dendritas no es simplemente el avance de algunas protuberancias en la interfase. Los brazos de dendríticos crecen en ciertas direcciones cristalográficas específicas, determinadas por la estructura cristalográfica de cada metal. Ahora; el crecimiento dendrítico afecta por condiciones de segregación la solidificación del cordón de soldadura, contribuyendo a la generación de corrosión intergranular.

Crecimiento dendrítico.

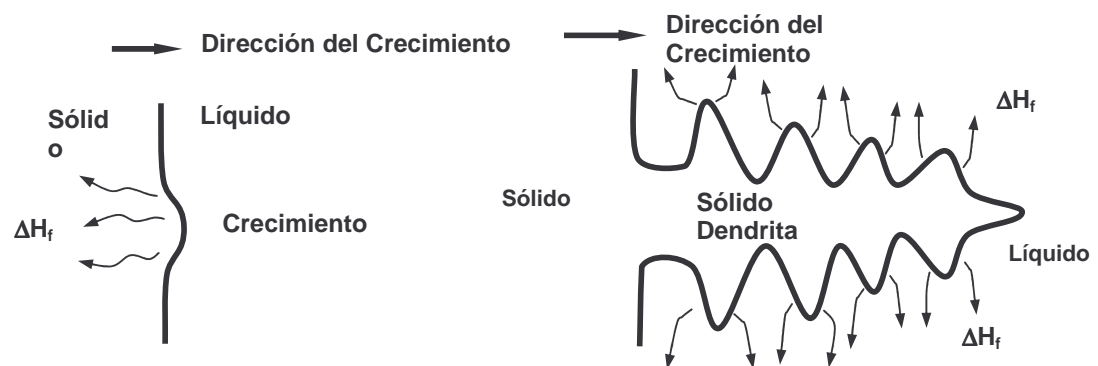
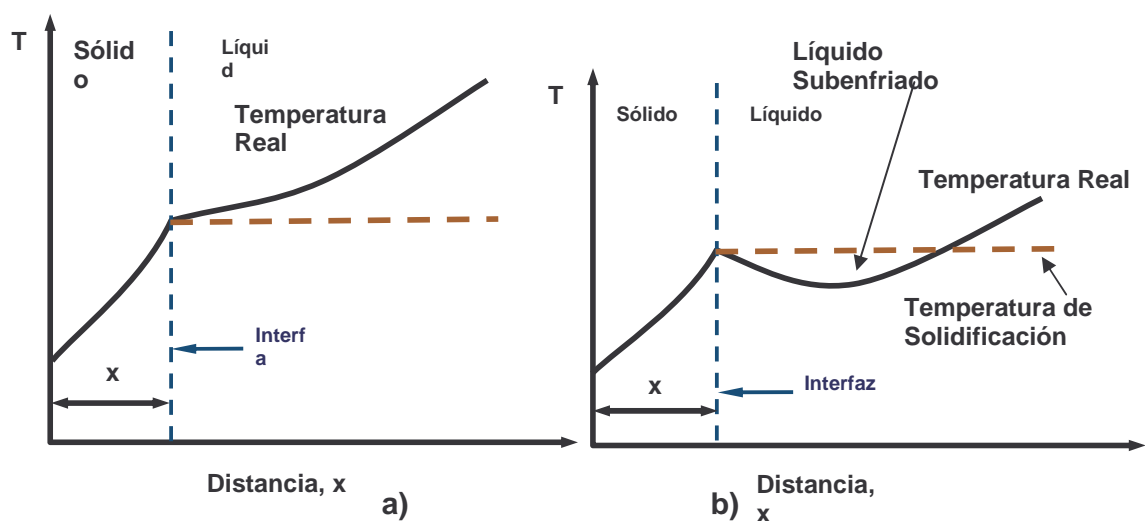


Figura 15 a) Gradiente positivo de temperatura delante de la interfase S-L y

b) Gradiente negativo de temperatura delante de la interfase S-L. ^[7]



7. DETALLES EXPERIMENTALES

En el desarrollo del proceso de soldadura, se utilizaron las técnica GMAW, GTAW y SMAW mediante equipos de soldadura, se aplica el primer proceso de soldadura por arco teniendo en cuenta las normas internacionales de soldadura utilizando platinas de acero inoxidable 304 austenítico ^[7], con dimensiones de 50 x 20 x 4,76 mm., se utilizó electrodo revestido serie E308L-16. El tiempo de aplicación del cordón de soldadura fue de 1'57"64", se trabajó con voltaje de 38V y corriente de 85 Amp. Con las mismas características, variables y en iguales condiciones de trabajo se realizaron los procesos de soldadura GTAW y GMAW.

Figura 16 . Probeta de Acero inoxidable SAE 304 utilizadas en la investigación



La prueba de corrosión a la cual se sometieron las probetas, se clasifica como una prueba de campo ^[3]. Con esta prueba se busca determinar cual es el *Metal de Aporte* y *Metal Base en la Zona Afectada Térmicamente* menos afectado por

el medio agresivo, fundamentalmente de tipo ácido como humos y vapores de azufre y su correlación con el proceso de soldadura utilizado.

Se decidió realizar la parte experimental en un ingenio azucarero, dado que ésta es una de las empresas mas afectadas por problemas de corrosión. Se determinó que el medio corrosivo más severo y de mayor nivel de corrosión en el ingenio azucarero para las pruebas se presenta en las torres de sulfitación, donde se tiene una elevada concentración de humos y vapores de azufre y sulfuros, lo cual genera un PH bajo ^[8], ideal para estudio de la corrosión en el *Metal de Aporte, Metal Base y en la Zona Afectada Térmicamente*, en los aceros inoxidables de la serie 300 como el 304.

Las probetas se instalaron en el registro de los ventiladores-extractores donde se induce tiro que facilita el ascenso de los gases dentro de la torre de sulfitación. Las probetas fueron desmontadas del registro del ventilador por intervalos programados de 15 días hasta completar una cantidad de 6 probetas, para estudiar el avance de la corrosión. En la *figura 17a* se muestra el ventilador extractor donde se colocaron las muestras para que fueran atacadas por los vapores que se expulsan por este sitio a una temperatura promedio de 65 °C. Las probetas fueron analizadas metalográficamente mediante el analizador de imágenes Leyca Q'Metals, se tomaron imágenes con el microscopio óptico, mediante este procedimiento se estableció cual de los tres procesos de soldadura presentó mayor deterioro por corrosión, luego se obtuvieron imágenes de microscopia electrónica de barrido SEM, para analizar la morfología de la superficie. Para obtener las imágenes de microscopía óptica las probetas se atacaron con una solución de 5 cm³ de ácido nítrico, 3 cm³ de ácido clorhídrico, 2 cm³ de ácido fluorhídrico mezclados en 20 cm³ de agua; las probetas se dispusieron sumergidas durante 4 seg. cada una.

Figura 17. Fotos del sitio de ataque de las probetas. a) Ventilador extractor donde se colocaron las muestras. b) Registro del ventilador donde se anclaron las probetas.



a)

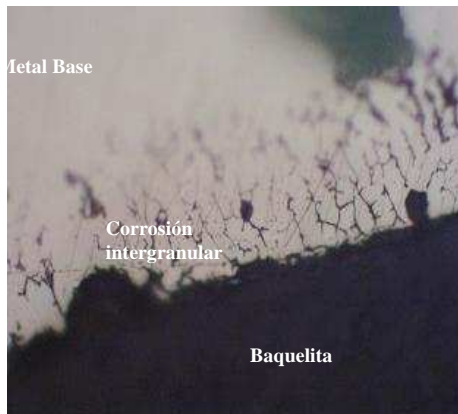


b)

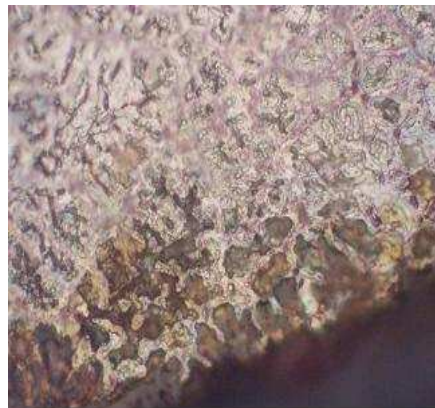
8. ANÁLISIS Y RESULTADOS

Los análisis de microscopía óptica muestran que las probetas tratadas con soldadura por el proceso GMAW se presentó fenómeno de segregación ^[9] sobre el cordón, como se observa en la *figura 18a y 18b*; se encontró además que en las zonas segregadas la corrosión fue bastante elevada según se observa en las *figuras 21 a y b* proceso SMAW y en la *figura 22 a y b* proceso GTAW.

Figura 18. Imágenes de Microscopía Óptica de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses. a) Probeta sin ataque, cordón soldadura X50. b) Atacada, Zona fundida X500



a)



b)

Figura 19. Imágenes Microscopía Óptica de probetas con proceso **SMAW** retiradas después de 1,5 meses. a) probeta sin ataque, cordón soldadura X 500. b) Atacada con ácido, zona fundida

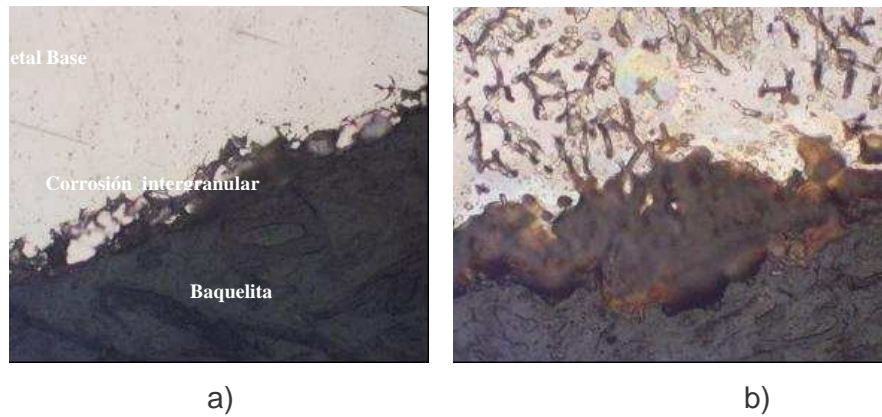
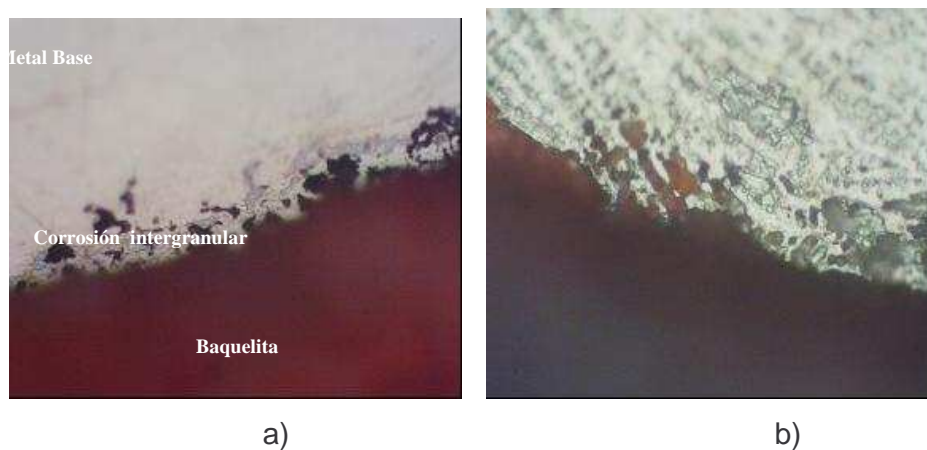


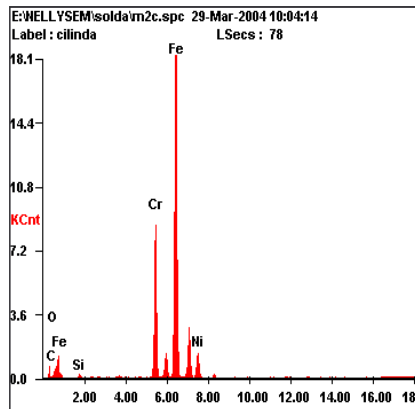
Figura 20. Imágenes de Microscopía Óptica de probetas tratadas con proceso de soldadura **GTAW**; retiradas después de 1,5 meses. a) Probetas sin ataque, cordón X 500. b) Zona difundida y atacada con ácido.



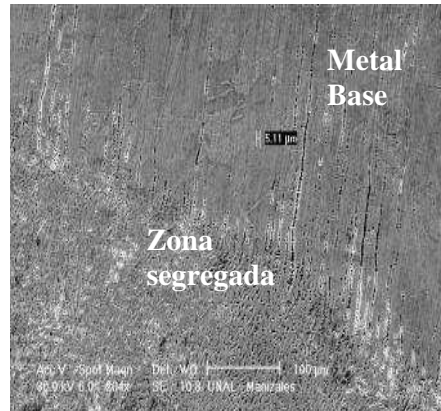
Para analizar la zona segregada y establecer la morfología y composición de esta zona, se utilizó microscopía óptica de barrido y microsonda EDX, realizando microanálisis puntual sobre la zona segregada de acuerdo a las figuras 21a y b y las figuras 22a y b; y las zonas no segregada como se observa en la figura 23a y b, encontrando por el análisis de la microsonda que existe la posibilidad de formación de carburos de cromo en estas zonas especialmente en el proceso GMAW, esto explicaría el porqué se originó la corrosión sobre las zonas segregadas, donde se presentó migración de carbono a la zona de mayor segregación, en esta zona se puede tener una elevada concentración de carbono lo cual incrementa la posibilidad de formación de carburos, disminuyendo la resistencia a la corrosión, además por la disimilaridad química entre la zona segregada y no segregada se genera un par galvánico que incrementa el fenómeno.

Al comparar y analizar las imágenes de microscopía óptica y de SEM de las muestras soldadas con que el proceso GMAW se observó que fueron las más afectadas por la corrosión intergranular, como se mostró en las *figuras 18, 22 y 23*. En las zonas segregadas al interior del cordón, las probetas tratadas con los procesos SMAW de la *Figura 19* y GTAW en la *Figura 20*, el avance de la corrosión no fueron significativas.

Figura 21 a) Espectro EDX b) imagen SEM de zona segregada de probetas con proceso **GTAW** retiradas después de 1,5 meses.



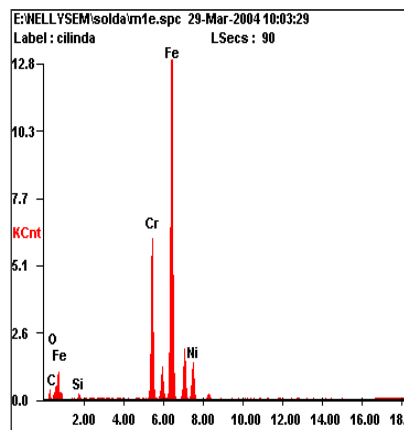
a)



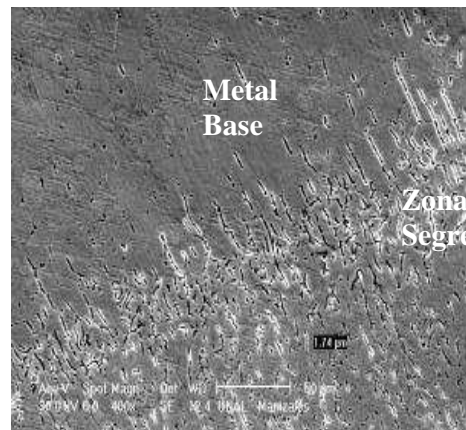
b)

Al realizar el análisis comparativo entre las probetas, se observó con el transcurrir del tiempo, un incremento de la corrosión, esto probablemente debido a que la corrosión avanza por la zona segregada presentando un fenómeno de corrosión por picadura ^[3, 5,10] el cual se inició como corrosión de tipo intergranular.

Figura 22 a) Espectro EDX b) Imagen SEM de zona segregada de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses.

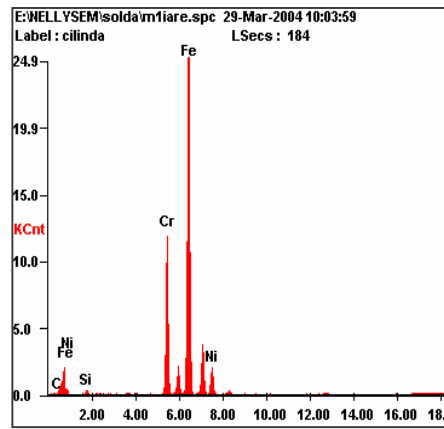


a)

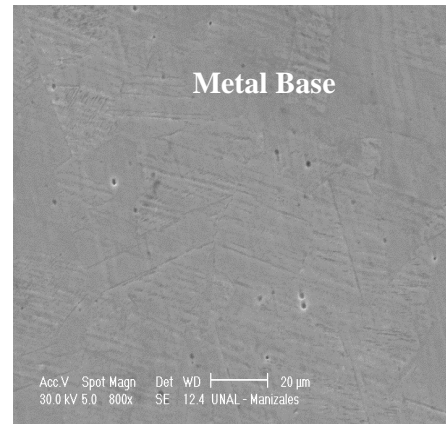


b)

Figura 23. a) Espectro EDX, b) Imagen SEM de la zona no segregada de probetas con proceso **GMAW** retiradas después de 1,5 meses.



a)



b)

En la literatura se menciona que la corrosión intergranular se genera en la zona afectada térmicamente ^[10]; en esta investigación el problema de corrosión intergranular se presentó en el cordón de soldadura, especialmente en el proceso GMAW, probablemente debido al fenómeno de segregación ^[11], el cual pudo ocasionar la precipitación de carburos de Cromo M_7C_3 o $M_{23}C_6$ ^{[11]0}, dada la composición química presentada en estas zonas y observadas en los espectros EDX.

9. PARTICIPACION DE EVENTOS

- I Conferencia Colombiana de Tribología y Fenómenos de Superficie.
Universidad Nacional, sede Medellín 27, 28 y 29 de Octubre de 2004
- III Congreso Cubano de Ingeniería Mecánica (CCIM), realizado en la
Habana Cuba Diciembre de 2004

10.PUBLICACIONES

- C. Tovar, G. Terán, J. Portocarrero y N. de Sánchez “ESTUDIO DEL EFECTO DE LA CORROSION EN ACEROS INOXIDABLES 304 EN PROCESOS DE SOLDADURA”, DYNA Revista de la Facultad de Minas, Universidad Nacional de Colombia Sede Medellín. ISSN 0012-7353 Pág. 61-66, 2004.
- C. Tovar, G. Terán, J. Portorrero y N.A de Sánchez “EFECTO DE LA CORROSION EN ACEROS INOXIDABLES 304 EN PROCESOS DE SOLDADURA” III Congreso de Ingeniería Mecánica, 2004 Memorias del Evento en CD.

11.CONCLUSIONES

Tanto en las imágenes de microscopía óptica como en las imágenes de SEM , se observó que las muestras tratadas con el proceso de soldadura GMAW fueron las mas afectadas por la corrosión intergranular, en las zonas segregadas, al interior del cordón, mientras que las muestras soldadas con los procesos SMAW y GTAW el avance de la corrosión no fue están significativo.

Probablemente la causa del fenómeno de corrosión se debió a los niveles de segregación presentados en los cordones de soldadura y el elevado índice de temperatura utilizado en el proceso GMTAW, lo cual generó según los resultados una mayor presencia de carbono en las zonas segregadas y adicionalmente se presenta un par galvánico entre la zona segregada y la no segregada que acelera el fenómeno de corrosión.

BIBLIOGRAFIA

BOTIA F., J. S. Ingeniería de corrosión. Instituto nacional del acero. Bogotá, 1985. 210 p.

EASTERLING, Kenneth. Introduction to the physical metallurgy of welding. First Published, Estados Unidos: Editorial dutterworths, 1983. 150 p.

INCHARA, Zabala Adrián. Aceros inoxidables resistentes y aceros resistentes al calor, propiedades, transformación y normas. México: Editorial Limusa, 1981. 410 p.

KOU, Sindo. Welding metallurgy. 2 ed. Estados Unidos: Editorial Wiley-Interscience y John Wiley, 2003. 201 p.

OTERO, Huerta Enrique. Corrosión y degradación de materiales. México: Editorial Síntesis S.A, 1997. 375 p.

ROBERGE, Pierre R. Handbook of corrosion engineering. Estados Unidos: Editorial McGraw Hill, 1999. 1139 p.

SMITH, William F. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de materiales. 3 ed. Madrid: Editorial McGraw Hill Interamericana, 1998. 402 p.